

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2004 年 7 月 15 日 (15.07.2004)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2004/059021 A1(51) 国際特許分類⁷: C22C 38/00, 38/38, 38/58, C21D 9/46

(21) 国際出願番号: PCT/JP2003/015275

(22) 国際出願日: 2003 年 11 月 28 日 (28.11.2003)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願 2002-372540
2002 年 12 月 24 日 (24.12.2002) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 Tokyo (JP).

(72) 発明者; および

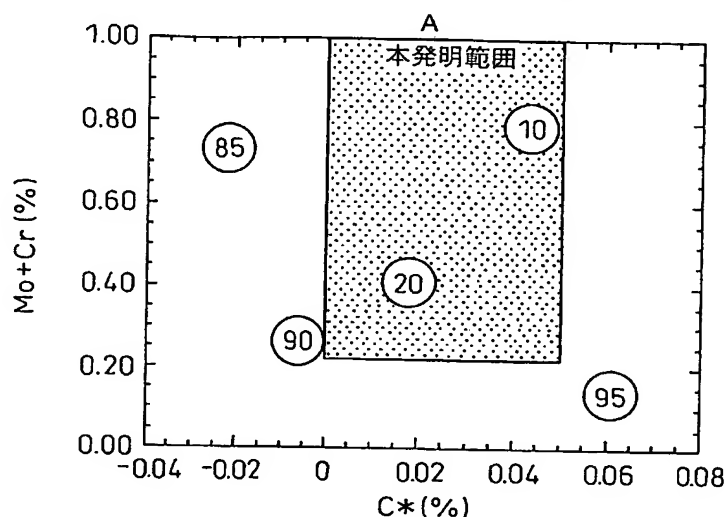
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 横井 龍雄 (YOKOI, Tatsuo) [JP/JP]; 〒870-8566 大分県大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内 Oita (JP). 林田 輝樹 (HAYASHIDA, Teruki) [JP/JP]; 〒870-8566 大分県大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内 Oita (JP). 小原 昌弘 (OHARA, Masahiro) [JP/JP]; 〒870-8566 大分県大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内 Oita (JP). 土橋 浩一 (TSUCHIHASHI, Kouichi) [JP/JP]; 〒870-8566 大分県大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内 Oita (JP).

(74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目 5 番 1 号 虎ノ門 3 7 森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

[続葉有]

(54) Title: HIGH STRENGTH STEEL SHEET EXHIBITING GOOD BURNING WORKABILITY AND EXCELLENT RESISTANCE TO SOFTENING IN HEAT-AFFECTED ZONE AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板およびその製造方法



A...SCOPE OF THE PRESENT INVENTION

(57) Abstract: A high strength steel sheet exhibiting good burning workability and excellent resistance to the softening in a heat-affected zone, characterized in that it has a chemical composition, in mass %: C: 0.01 to 0.1 %, Si: 0.01 to 2 %, Mn: 0.05 to 3 %, P ≤ 0.1 %, S ≤ 0.03 %, Al: 0.005 to 1 %, N: 0.0005 to 0.005 %, Ti: 0.05 to 0.5 %, Cr ≤ 0.5 %, Mo ≤ 0.5 %, with the proviso that 0 % < C - (12/48Ti - 12/14N - 12/32S) ≤ 0.05 % and Mo + Cr ≥ 0.2 %, and the balance: Fe and inevitable impurities, and has a microstructure comprising ferrite or ferrite and bainite; and a method for producing the high strength steel sheet.

(57) 要約: 本発明は、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板およびその製造方法を提供するもので、質量%にて、C : 0.01~0.1%、Si : 0.01~2%、Mn : 0.05~3%、P

[続葉有]

2004/059021 A1



(81) 指定国 (国内): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

パ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI 特許 (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

(84) 指定国 (広域): ARIPO 特許 (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア特許 (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

$\leq 0.1\%$ 、 $S \leq 0.03\%$ 、 $Al : 0.005 \sim 1\%$ 、 $N : 0.0005 \sim 0.005\%$ 、 $Ti : 0.05 \sim 0.5\%$ 、を含み、さらに $0\% < C - (12/48Ti - 12/14N - 12/32S) \leq 0.05\%$ 、さらに、 $Mo + Cr \geq 0.2\%$ 、かつ $Cr \leq 0.5\%$ 、 $Mo \leq 0.5\%$ 、を満たす範囲で C、S、N、Ti、Cr、Mo を含有し残部が Fe 及び不可避免の不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライト、またはフェライトおよびベイナイトからなることを特徴とする溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板。

明 細 書

溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

本発明は、溶接熱影響部の耐軟化性に優れた引張強度540MPa以上のバーリング性高強度鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、成形後にスポット、アーク、プラズマ、レーザー等により溶接される場合や、これら溶接後に成形される場合において加工性と溶接部の強度の両立が求められる自動車部品等の用途に用いられる素材として好適な溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板およびその製造方法に関するものである。

背景技術

近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。

しかし、Al合金等の軽金属は比強度が高いという利点があるものの鋼に比較して著しく高価であるためその適用は特殊な用途に限られてきた。より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには安価な高強度鋼板の適用が強く求められている。

一般に材料は高強度になるほど成形性が悪くなる。鉄鋼材料においても例外ではなく、これまでに高強度と高延性の両立の試みがなされてきた。また、自動車部品に使用される材料に求められる特性としては延性の他にバーリング加工性がある。しかし、バーリング加工性も高強度化に伴って低下する傾向を示すため、バーリング加

工性の向上も高強度鋼板の自動車部品への適用の課題となっている。一方、自動車部品はプレス成形等によって加工された部材をスポット、アーク、プラズマ、レーザー等の溶接によってアッセンブルされる。また、最近では鋼板をこれら溶接によって接合した後にプレス成形される場合もある。いずれにしても成形時もしくは部品として組み付けられて使用された時の溶接部強度は成形限界、安全性の面から非常に重要である。従って、自動車部品等への高強度鋼板の適用にあたっては、そのバーリング加工性ととともに溶接部強度も重要な検討課題となる。

バーリング加工性に優れた高強度鋼板については、Ti、Nbを添加することにより第二相を低減し主相であるポリゴナルフェライト中にTiC、NbCを析出強化させることによって伸びフランジ性の優れた高強度熱延鋼板とした発明が提案されている。（特開平6-200351号公報）。

また、Ti、Nbを添加することにより第二相を低減しミクロ組織をアシキュラーフェライトとしTiC、NbCで析出強化することによって伸びフランジ性の優れた高強度熱延鋼板とした発明も提案されている。（特開平7-11382号公報）。

一方、溶接部強度を改善する技術としては、Nb、Moの複合添加により溶接部の軟化を抑制する鋼板を得る発明が提案されている。（特開2000-87175号公報）。

また、NbNの析出を活用して溶接部の軟化を抑制するフェライトおよびマルテンサイトからなる鋼板を得る発明も提案されている。（特開2000-178654号公報）。

しかしながら、サスペンションアームやフロントサイドメンバー等一部の部品用鋼板においては、バーリング加工性をはじめとする成形性ととともに溶接部の強度が大変に重要であり、上記従来技術で

は、これら両特性を共に満足することができない。また例え両特性が満足されたとしても安価に安定して製造できる製造方法を提供することが重要であり、上記従来技術では、不十分であると言わざるを得ない。

すなわち、特開平 6 - 200351号公報に記載の発明では、高い伸びフランジ性を得るために面積率で85%以上のポリゴナルフェライトが必須であるが、85%以上のポリゴナルフェライトを得るためには熱間圧延後にフェライト粒の成長を促進するため長時間の保持が必要であり操業コスト上好ましくない。

また、特開平 7 - 11382号公報に記載の発明では、転位密度が高いミクロ組織と微細なTiC及び／又はNbCの析出によって80kgf/mm²で17%程度の延性しかなく成形性が不十分である。

さらに、これらの発明は溶接部の軟化については何ら言及していない。一方、特開2000-87175号公報に記載の発明には、バーリング加工性向上に関しては何も記載されていない。

さらに、特開2000-178654号公報に記載の発明は、フェライト-マルテンサイト複合組織鋼に関するものでは本発明のバーリング加工性に優れる鋼板のミクロ組織を得る技術とは明らかに異なる。

発明の開示

本発明は、上記問題点を解決して成形後にスポット、アーク、プラズマ、レーザー等により溶接される場合や、これら溶接後に成形される場合において加工性と溶接部の強度の両立が求められる自動車部品等の用途に用いられる素材として好適な溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板およびその製造方法得ようとするものである。すなわち、本発明は、溶接熱影響部の耐軟化性に優れた引張強度540MPa以上のバーリング性高強度鋼板およびその鋼

板を安価に安定して製造できる製造方法を提供することを目的とするものである。

本発明者らは、現在通常に採用されている製造設備により工業的規模で生産されている薄鋼板の製造プロセスを念頭において、バーリング性高強度鋼板の溶接熱影響部の耐軟化性を向上させるべく鋭意研究を重ねた。その結果、C : 0.01~0.1%、Si : 0.01~2%、Mn : 0.05~3%、 $P \leq 0.1\%$ 、 $S \leq 0.03\%$ 、Al : 0.005~1%、N : 0.0005~0.005%、Ti : 0.05~0.5%、を含み、さらに $0 < C - (12/48Ti - 12/14N - 12/32S) \leq 0.05\%$ 、さらに、 $Mo + Cr \geq 0.2\%$ 、かつ $Cr \leq 0.5\%$ 、 $Mo \leq 0.5\%$ 、を満たす範囲でC、S、N、Tiを含有し残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼であって、そのマイクロ組織が、フェライト、またはフェライトおよびベイナイトからなるバーリング性高強度鋼板がバーリング性は非常に優れるものの溶接熱影響部が著しく軟化することを知見した。さらに上記バーリング性高強度鋼板の溶接熱影響部軟化の原因が溶接温度履歴によるマイクロ組織の焼き戻しによるものであることを突き止め、耐軟化性を向上させるためにはCr、Moの複合添加が非常に有効であることを新たに見出し、本発明をなしたものである。即ち、本発明の要旨は、以下の通りである。

(1) 質量%にて、C : 0.01~0.1%、Si : 0.01~2%、Mn : 0.05~3%、 $P \leq 0.1\%$ 、 $S \leq 0.03\%$ 、Al : 0.005~1%、N : 0.0005~0.005%、Ti : 0.05~0.5%、を含み、さらに $0\% < C - (12/48Ti - 12/14N - 12/32S) \leq 0.05\%$ 、さらに、 $Mo + Cr \geq 0.2\%$ 、かつ $Cr \leq 0.5\%$ 、 $Mo \leq 0.5\%$ 、を満たす範囲でC、S、N、Ti、Cr、Moを含有し残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼であって、そのマイクロ組織が、フェライト、またはフェライトおよびベイナイトからなることを特徴とする溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング

性高強度鋼板。

(2) 前記鋼がさらに、質量%にて、Nb : 0.01~0.5%を含み、さらに $0 < C - (12/48Ti + 12/93Nb - 12/14N - 12/32S) \leq 0.05\%$ 、を満たす範囲でNbを含有し残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼であることを特徴とする溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板。

(3) (1) 又は (2) に記載の鋼が、さらに、質量%にて、Ca : 0.005~0.002%、REM : 0.0005~0.02%、Cu : 0.2~1.2%、Ni : 0.1~0.6%、B : 0.0002~0.002%の一種または二種を含有することを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板。

(4) (1) ~ (3) のいずれか1項に記載の自動車用薄鋼板に亜鉛めっきが施されていることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板。

(5) (1) ~ (3) のいずれか1項に記載の薄鋼板を得るために該成分を有する鋼片の熱間圧延に際して仕上圧延を Ar_3 変態点温度+30℃以上の温度域で終了し、その後10秒以内に冷却終了までの平均冷却速度が50℃/秒以上の冷却速度で700℃以下の温度域まで冷却し、350℃以上650℃以下の巻き取り温度にて巻き取ることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

(6) (1) ~ (3) のいずれか1項に記載の薄鋼板を得るために該成分を有する鋼片を熱間圧延、酸洗、冷間圧延後、800℃以上の温度域で5~150秒間保持し、その後平均冷却速度が50℃/秒以上の冷却速度で700℃以下の温度域まで冷却する工程の熱処理をすることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

(7) (5) に記載の製造方法に際し、熱間圧延工程終了後に亜鉛めっき浴中に浸漬させて鋼板表面を亜鉛めっきすることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

(8) (6) に記載の製造方法に際し、熱処理工程終了後、亜鉛めっき浴中に浸漬させて鋼板表面を亜鉛めっきすることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

(9) (7) 又は (8) に記載の製造方法に際し、亜鉛めっき浴中に浸漬して亜鉛めっき後、合金化処理することを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

図面の簡単な説明

図 1 は、 C^* 量および $Cr + Mo$ 量と溶接熱影響部の軟化程度 ΔH_v との関係を示す図である。

図 2 は、 C^* 量および $Cr + Mo$ 量を変化させた成分組成鋼板についてのアーク溶接部硬度との関係を示す図である。

発明を実施するための最良の形態

まず、溶接熱影響部の耐軟化性に及ぼす C^* 量 ($C^* = C - (12/48Ti - 12/14N - 12/32S)$: 以下 C^* と表記する。) および Cr 、 Mo 含有量の影響についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、 $0.05\% C - 1.0\% Si - 1.4\% Mn - 0.01\% P - 0.001\% S$ をベースに C^* 量 (Ti 、 N 含有量) および $Cr + Mo$ 量を変化させて成分調整し溶製した鋳片を熱間圧延して常温で巻き取り、 $550^\circ C$ で 1 時間等温保持した後、炉冷する熱処理を施した

。これらの鋼板についてアーク溶接部硬度測定を行った結果を図2に示す。

ここで、この結果より、 C^* 量および $Cr+Mo$ 量と溶接熱影響部の軟化程度 ΔHv ($\Delta Hv = Hv$ (母材硬度平均値) $- Hv$ (溶接熱影響最軟化部硬度))と定義する：図1参照)には強い相関があり、 C^* 量が0より大きく0.05%以下かつ $Cr+Mo$ 量が0.2%以上で溶接熱影響部の軟化が著しく抑制されることを新規に知見した。

このメカニズムは必ずしも明らかではないが、ベイニティックなマイクロ組織により強度を得ている材料は、アーク溶接等の溶接熱サイクルでその熱影響部が軟化する場合がある。MoもしくはCrは溶接のような短時間の熱サイクルでも、C等の元素とクラスタリングもしくは析出して強度を上昇させ、結果として熱影響部の軟化を抑制したと推測される。ただし、MoとCrの含有量の合計が0.2%未満ではこの効果が失われる。

一方、MoもしくはCr炭化物等を得るためには、TiC等の高温で析出する炭化物で固定される当量以上のCを含有しなければならない。従って、 $C^* \leq 0$ でこの効果は失われる。

なお、アーク溶接の溶接熱影響部の硬度測定については、JIS Z 3101記載の1号試験片にて、JIS Z 2244記載の試験方法に準じて測定した。ただし、アーク溶接は、シールドガス： CO_2 、ワイヤ：日鐵溶接工業（株）製YM-60C $\phi 1.2mm$ を用い、溶接速度：100cm/分、溶接電流： $260 \pm 10A$ 、溶接電圧： $26 \pm 1V$ 、供試材の板厚は2.6mmとし、硬度測定位置は、表面より0.25mm、測定間隔は、0.5mmで、試験力は98kNとした。

次に、本発明における鋼板のマイクロ組織について説明する。

鋼板のマイクロ組織は、優れたバーリング加工性を確保するためにフェライト単相が望ましい。ただし、必要に応じ一部ベイナイトを

含むことを許容するものであるが、良好なバーリング加工性を確保するためには、ベイナイトの体積分率は10%以下が望ましい。なお、ここで言うフェライトとはベイニティックフェライトおよびアシユキュラーフェライト組織も含む。また、ベイナイトとは透過型電子顕微鏡にて薄膜を観察した場合フェライトラス間にセメンタイト等の炭化物を含むかもしくはフェライトラス内にセメンタイト等の炭化物を含む組織である。一方、ベイニティックフェライトおよびアシユキュラーフェライト組織とはTi、Nbの炭窒化物以外はフェライトラス内およびフェライトラス間に炭化物を含まない組織と定義する。

また、不可避免的なマルテンサイト、残留オーステナイトおよびパーライトを含むことを許容するものであるが、良好なバーリング性を確保するためには、残留オーステナイトおよびマルテンサイトを合わせた体積分率は5%未満が望ましい。さらに、良好な疲労特性を確保するためには、粗大な炭化物を含むパーライトの体積分率は5%以下が望ましい。また、ここで、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイト、パーライト、マルテンサイトの体積分率とは鋼板板幅の $1/4W$ もしくは $3/4W$ 位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨し、ナイタール試薬を用いてエッチングし、光学顕微鏡を用い200~500倍の倍率で観察された板厚の $1/4t$ におけるミクロ組織の面積分率で定義される。

次に、本発明の化学成分の限定理由について説明する。

Cは、本発明における最も重要な元素の一つである。すなわち、Cは溶接のような短時間の熱サイクルでもMoもしくはCrとクラスタリングもしくは析出して溶接熱影響部の軟化を抑制する効果がある。ただし、0.1%超含有していると加工性及び溶接性が劣化するので、0.1%以下とする。また0.01%未満であると強度が低下するの

で0.01%以上とする。

Siは、固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためには、0.01%以上含有する必要がある。しかし、2%超含有すると加工性が劣化する。そこで、Siの含有量が0.01%以上、2%以下とする。

Mnは、固溶強化元素として強度上昇に有効である。所望の強度を得るためには、0.05%以上必要である。また、Mn以外にSによる熱間割れの発生を抑制するTiなどの元素が十分に添加されない場合には質量%で $Mn/S \geq 20$ となるMn量を添加することが望ましい。一方、3%超添加するとスラブ割れを生ずるため、3%以下とする。

Pは、不純物であり低いほど望ましく、0.1%超含有すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすとともに疲労特性も低下させるので、0.1%以下とする。Sは、多すぎると熱間圧延時の割れを引き起こすので極力低減させるべきであるが、0.3%以下ならば許容できる範囲である。

Alは、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、コストの上昇を招くため、その上限を1%とする。また、あまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ伸びを劣化させるので望ましくは0.5%以下とする。

Nは、Cよりも高温にてTiおよびNbと析出物を形成し、所望のCを固定するのに有効なTiおよびNbを減少させる。従って極力低減させるべきであるが、0.005%以下ならば許容できる範囲である。

Tiは、本発明における最も重要な元素の一つである。すなわち、Tiは析出強化により鋼板の強度上昇に寄与する。ただし、0.05%未満ではこの効果が不十分であり、0.5%超含有してもその効果が飽和するだけでなく合金コストの上昇を招く。従ってTiの含有量は0.05%以上、0.5%以下とする。さらに、バーリング加工性を劣化さ

せるセメンタイト等の炭化物の原因となるCを析出固定し、バーリング加工性の向上に寄与するためには、 $C - (12/48Ti - 12/14N - 12/32S) \leq 0.05\%$ の条件を満たすことが必要である。一方、溶接熱影響部の軟化抑制の面からは、MoもしくはCrをクラスタリングもしくは析出させるに十分な固溶Cが必要であるので、 $0 < C - (12/48Ti - 12/14N - 12/32S)$ とする。

Mo、Crは、本発明の最も重要な元素の一つであり、溶接のような短時間の熱サイクルでも、C等の元素とクラスタリングもしくは析出して熱影響部の軟化を抑制する。ただし、MoとCrの含有量の合計が0.2%未満ではこの効果が失われる。また、それぞれ、0.5%超含有してもその効果が飽和するので、それぞれ、 $Mo \leq 0.5\%$ 、 $Cr \leq 0.5\%$ とする。

Nbは、Ti同様に析出強化により鋼板の強度上昇に寄与する。ただし、0.01%未満ではこの効果が不十分であり、0.5%超含有してもその効果が飽和するだけでなく合金コストの上昇を招く。従ってNbの含有量は0.01%以上、0.5%以下とする。さらに、バーリング加工性を劣化させるセメンタイト等の炭化物の原因となるCを析出固定し、 $C - (12/48Ti + 12/93Nb - 12/14N - 12/32S) \leq 0.05\%$ の条件を満たすことが必要である。一方、溶接熱影響部の軟化抑制の面からは、MoもしくはCrをクラスタリングもしくは析出させるに十分な固溶Cが必要であるので、 $0 < C - (12/48Ti + 12/93Nb - 12/14N - 12/32S)$ とする。

CaおよびREMは、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただし、0.005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.02%超、REMならば0.2%超添加してもその効果が飽和するので $Ca = 0.005 \sim 0.02\%$ 、 $REM = 0.005 \sim 0.2\%$ 添加することが好ましい。

Cuは、固溶状態で疲労特性を改善する効果がある。ただし、0.2%未満では、その効果は少なく、1.2%を超えて含有すると巻取り中に析出して析出強化により鋼板の静的強度が著しく上昇するため、加工性が著しく劣化することになる。また、このようなCuの析出強化では、疲労限は静的強度の上昇ほどには向上しないので疲労限度比が低下してしまう。そこで、Cuの含有量は0.2~1.2%の範囲とする。

Niは、Cu含有による熱間脆性防止のために必要に応じ添加する。ただし、0.1%未満ではその効果が少なく、1%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1%とする。

Bは、固溶C量の減少が原因と考えられるPによる粒界脆化を抑制することによって疲労限を上昇させる効果があるので必要に応じ添加する。さらに、母材強度が640MPa以上である場合、溶接熱影響部のうち $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態が起こる熱履歴を受ける部位において低Ce_p故に焼が入らず、軟化する恐れがある場合に焼き入れ性を向上させるBを添加することにより、当該部位での軟化を抑制し、継手の破断形態を溶接部から、母材部へ遷移させる効果があるので必要に応じて添加する。ただし、0.0002%未満ではそれら効果を得るために不十分であり、0.002%超の添加ではスラブ割れが起こる。よって、Bの添加は、0.0002%以上、0.002%以下とする。

さらに、強度を付与するために、V、Zrの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加してもよい。ただし、それぞれ、0.02%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ、0.2%、0.2%を超え添加してもその効果は飽和する。

なお、これらを主成分とする鋼にSn、Co、Zn、W、Mgを合計1%以下含有しても構わない。しかしながらSnは熱間圧延時に疵が発生する恐れがあるので、0.05%以下が望ましい。

次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。

本発明は、鑄造後、熱間圧延後冷却ままもしくは熱間圧延後、熱間圧延後冷却・酸洗し冷延した後に熱処理、あるいは熱延鋼板もしくは冷延鋼板を溶融めっきラインにて熱処理を施したまま、更にはこれらの鋼板に別途表面処理を施すことによっても得られる。

本発明において熱間圧延に先行する製造方法は特に限定するものではない。すなわち、高炉や電炉等による溶製に引き続き各種の2次製錬で目的の成分含有量になるように成分調整を行い、次いで通常の連続鑄造、インゴット法による鑄造の他、薄スラブ鑄造などの方法で鑄造すればよい。原料にはスクラップを使用しても構わない。連続鑄造によって得たスラブの場合には高温鑄片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。

再加熱温度については特に制限はないが、1400℃以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1400℃未満が望ましい。また、1000℃未満の加熱はスケジュール上操業効率を著しく損なうため、再加熱温度は1000℃以上が望ましい。さらには、1100℃未満での加熱はTiおよび／またはNbを含む析出物がスラブ中で再溶解せず粗大化し析出強化能を失うばかりでなくバーリング加工性にとって望ましいサイズと分布のTiおよび／またはNbを含む析出物が析出しなくなるので、再加熱温度は1100℃以上が望ましい。

熱間圧延工程は、粗圧延を終了後、仕上げ圧延を行うが、粗圧延後または、それに続くデスケーリング後にシートバーを接合し、連続的に仕上げ圧延をしてもよい。その際に粗バーを一旦コイル状に巻き、必要に応じて保温機能を有するカバーに格納し、再度巻き戻

してから接合を行ってもよい。また、その後の仕上げ圧延はデスケーリング後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐために5秒以内に行うのが望ましい。

仕上げ圧延は、最終パス温度 (FT) が Ar_3 変態点 + 30℃ 以上の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延後の冷却工程においてバーリング加工性にとって好ましいベイニティックなフェライト、またはフェライトおよびベイナイトを得るために $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が低温で起こることが必要であるが、最終パス温度 (FT) が Ar_3 変態点 + 30℃ 未満の温度域ではひずみ誘起によるフェライト変態核生成が起こり、ポリゴナルで粗大なフェライトが生成してしまう懸念がある。仕上げ温度の上限は本発明の効果を得るためには特に定める必要はないが、操業上スケール疵が発生する可能性があるため、1100℃ 以下とすることが好ましい。ここで Ar_3 変態点温度とは、例えば下記計算式により鋼成分との関係で簡易的に示される。

$$Ar_3 = 910 - 310 \times \% C + 25 \times \% Si - 80 \times \% Mn$$

仕上圧延を終了した後は、指定の巻取温度 (CT) まで冷却するが、その冷却開始までの時間は10秒以内とする。これは冷却開始までの時間が10秒超であると圧延直後に再結晶したオーステナイト粒が粗大化してしまい $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後のフェライト粒が粗大化してしまう懸念があるからである。次に冷却終了までの平均冷却速度であるが、50℃/秒以上が必要である。これは冷却終了までの平均冷却速度が50℃/秒未満であるとバーリング加工性にとって好ましいベイニティックなフェライト、またはフェライトおよびベイナイトの体積分率が減少してしまう恐れがあるからである。また、冷却速度の上限は実際の工場設備能力等を考慮すると500℃/秒以下である。冷却終了温度は700℃以下の温度域であることが必要である。これは冷却終了温度が700℃超であるとバーリング加工性にとって好まし

いベイニティックなフェライト、またはフェライトおよびベイナイト以外のミクロ組織が生成してしまう怖れがあるからである。冷却終了温度の下限は本発明の効果を得るためには特に定める必要はない。ただし、巻き取り温度以下には本発明のプロセス上ありえない。冷却終了後から巻き取りまでの工程については特に定めないが、必要に応じて巻き取り温度まで冷却してもよいが、この場合、熱ひずみによる板そりが懸念されることから、 $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが望ましい。

次に巻取温度が 350°C 未満では十分なTiおよび／またはNbを含む析出物が生じなくなり、強度低下が懸念される、 650°C 超ではTiおよび／またはNbを含む析出物のサイズが粗大化し析出強化による強度上昇に寄与しなくなるばかりでなく、析出物が大きすぎると析出物と母相の界面にボイドが生じやすくなり、穴拡性が低下する恐れがある。従って巻取温度は $350^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ とする。さらに、巻き取り後の冷却速度は特に限定しないが、Cuを1%以上添加した場合、巻取温度（CT）が 450°C 超であると巻き取り後にCuが析出して加工性が劣化するばかりでなく、疲労特性向上に有効な固溶状態のCuが失われる恐れがあるので、巻取温度（CT）が 450°C 超の場合、巻き取り後の冷却速度は 200°C までを $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが望ましい。

熱間圧延工程終了後は必要に応じて酸洗し、その後インラインまたはオフラインで圧下率10%以下のスキンプスまたは圧下率40%程度までの冷間圧延を施しても構わない。

次に、冷延鋼板として最終製品にする場合であるが、熱間での仕上げ圧延条件は特に限定しない。また、仕上げ圧延の最終パス温度（FT）は Ar_3 変態点温度未満で終了しても差し支えないが、その場合は、圧延前もしくは圧延中に強い加工組織が残留するため、続く巻取処理または加熱処理により回復、再結晶させることが望ましい。

。続く酸洗後の冷間圧延工程は特に限定することなく本発明の効果が得られる。

この様に冷間圧延された鋼板の熱処理は連続焼鈍工程を前提としている。まず、800℃以上の温度域で5～150秒間行う。この熱処理温度が800℃未満の場合には後の冷却においてバーリング加工性にとって好ましいベイニティックなフェライト、またはフェライトおよびベイナイトが得られない懸念があるので、熱処理温度は800℃以上とする。また、熱処理温度の上限は特に定めないが、連続焼鈍設備の制約上実質的に900℃以下である。

一方、この温度域での保持時間は、5秒未満では、TiおよびNbの炭窒化物が完全に再固溶するのに不十分であり、150秒超の熱処理を行ってもその効果が飽和するばかりでなく生産性を低下させるので、保持時間は5～150秒間とする。

次に冷却終了までの平均冷却速度であるが、50℃/秒以上が必要である。これは冷却終了までの平均冷却速度が50℃/秒未満であるとバーリング加工性にとって好ましいベイニティックなフェライト、またはフェライトおよびベイナイトの体積分率が減少してしまう恐れがあるからである。また、冷却速度の上限は実際の工場設備能力等を考慮すると200℃/秒以下である。

冷却終了温度は700℃以下の温度域であることが必要であるが、連続焼鈍設備を用いる場合、冷却終了温度が550℃超になることは通常はないので特に配慮する必要はない。また、冷却終了温度の下限は本発明の効果をを得るためには特に定める必要はない。

さらにその後、必要に応じてスキンプス圧延を施してもよい。

酸洗後の熱延鋼板、もしくは上記の熱処理工程終了後の冷延鋼板に亜鉛めっきを施すためには、亜鉛めっき浴中に浸漬し、必要に応じて合金化処理してもよい。

実施例

以下に、実施例により本発明をさらに説明する。

表 1 に示す化学成分を有する A～M の鋼は、転炉にて溶製して、連続鋳造後、表 2 に示す加熱温度で再加熱し、粗圧延に続く仕上げ圧延で 1.2～5.5mm の板厚にした後に巻き取った。ただし、表中の化学組成についての表示は質量 % である。なお、表 2 に示すように一部については熱間圧延工程後、酸洗、冷延、熱処理を行った。板厚は 0.7～2.3mm である。一方、上記鋼板のうち鋼 H および鋼 C-7 については、亜鉛めっきを施した。

製造条件の詳細を表 2 に示す。ここで「SRT」はスラブ加熱温度、「FT」は最終パス仕上げ圧延温度、「開始時間」とは圧延終了から冷却開始までの時間、「冷却速度」とは、冷却開始から冷却停止までの平均冷却速度、「CT」は巻き取り温度である。ただし、後に冷延工程にて圧延を行う場合はこのような制限の限りではないので「—」とした。

このようにして得られた熱延板の引張試験は、図 3 (a)、図 3 (b) に示すように供試材を、まず、JIS Z 2201 記載の 5 号試験片に加工し、JIS Z 2241 記載の試験方法に従って行った。図 3 (a) (平面図)、図 3 (b) (側面図) において、1、2 は鋼板 (試験片)、3 は溶接金属、4 は継目、5、6 は補助板を表す。表 2 に降伏強度 (YP)、引張強度 (TS)、破断伸び (E1) を示す。一方、バーリング加工性 (穴抜け性) については日本鉄鋼連盟規格 JFS T 10 01-1996 記載の穴抜け試験方法に従って評価した。表 2 に穴抜け率 (λ) を示す。ここで、フェライト、ベイナイト、残留オーステナイト、パーライト、マルテンサイトの体積分率とは鋼板板幅の 1/4 W もしくは 3/4 W 位置より切出した試料を圧延方向断面に研磨

、エッチングし、光学顕微鏡を用い200～500倍の倍率で観察された板厚の $1/4t$ におけるマイクロ組織の面積分率で定義される。さらに、図3に示す溶接継手引張り試験片にてJIS Z 2241に準じた方法で引張り試験を実施し、その破断箇所を目視外観観察より母材部／溶接部と分類した。継手強度の観点からこの溶接破断部は溶接部より母材部の方がより望ましい。

なお、アーク溶接の溶接熱影響部の硬度測定については、JIS Z 3101記載の1号試験片にて、JIS Z 2244記載の試験方法に準じて測定した。ただし、アーク溶接は、シールドガス： CO_2 、ワイヤ：日鐵溶接工業（株）製YM-28 $\phi 1.2\text{mm}$ 、YM-60C $\phi 1.2\text{mm}$ 、YM-80C $\phi 1.2\text{mm}$ を必要に応じて使い分け、溶接速度：100cm／分、溶接電流：260 \pm 10A、溶接電圧：26 \pm 1V、供試材の板厚は研磨を行い2.6mmとし、硬度測定位置は、表面より0.25mm、測定間隔は、0.5mmで、試験力は98Nとした。

本発明に沿うものは、鋼A、B、C-1、C-7、F、H、K、L、Mの9鋼であり、所定の量の鋼成分を含有し、そのマイクロ組織が、フェライト、またはフェライトおよびベイナイトからなることを特徴とする溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板が得られており、従って、本発明記載の方法によって評価した従来鋼の熱影響部軟化度 ΔH_v が50以上であるのに対して有意差が認められる。さらに、鋼FについてはB添加の効果により、溶接熱影響部のうち $\alpha-\gamma-\alpha$ 変態が起こる熱履歴を受ける部位において焼入れ性が向上した結果、破断位置が母材部となっている。

上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。すなわち、鋼C-2は、仕上圧延終了温度（FT）が本発明請求項8の範囲外であるので、請求項1記載の目的とするマイクロ組織が得られず十分な穴抜け性（ λ ）が得られていない。鋼C-3は、仕上圧延

終了から冷却開始までの時間が本発明請求項 8 の範囲外であるので、請求項 1 記載の目的とするマイクロ組織が得られず十分な穴抜け性 (λ) が得られていない。鋼 C-4 は、平均冷却速度が本発明請求項 8 の範囲外であるので、請求項 1 記載の目的とするマイクロ組織が得られず十分な穴抜け性 (λ) が得られていない。鋼 C-5 は、冷却終了温度および巻き取り温度が本発明請求項 8 の範囲外であるので、請求項 1 記載の目的とするマイクロ組織が得られず十分な穴抜け性 (λ) が得られていない。鋼 C-6 は、巻き取り温度が本発明請求項 8 の範囲外であるので、請求項 1 記載の目的とするマイクロ組織が得られず十分な穴抜け性 (λ) が得られていない。鋼 C-8 は、熱処理温度が本発明請求項 9 の範囲外であるので、請求項 1 記載の目的とするマイクロ組織が得られず十分な穴抜け性 (λ) が得られていない。鋼 C-9 は、保持時間が本発明請求項 9 の範囲外であるので、請求項 1 記載の目的とするマイクロ組織が得られず十分な穴抜け性 (λ) が得られていない。鋼 D は、C* が本発明請求項 1 または 2 の範囲外であるので、熱影響部の軟化度 (ΔHv) が大きい。鋼 E は、C* が本発明請求項 1 または 2 の範囲外であるので、熱影響部の軟化度 (ΔHv) が大きい。鋼 E は、C 添加量および C* が本発明請求項 1 または 2 の範囲外であるので、熱影響部の軟化度 (ΔHv) が大きい。鋼 G は、Mo+Cr 量が本発明請求項 1 の範囲外であるので、熱影響部の軟化度 (ΔHv) が大きい。鋼 I は、Mo+Cr 量が本発明請求項 1 の範囲外であるので、熱影響部の軟化度 (ΔHv) が大きい。鋼 J は、C* が本発明請求項 1 または 2 の範囲外であるので、熱影響部の軟化度 (ΔHv) が大きい。

表 1

化学組成 (単位：質量%)															
鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	Cr	Mo+Cr	C*	その他	備考
A	0.063	0.03	0.51	0.005	0.0008	0.031	0.0028	0.089	0.036	0.11	0.10	0.210	0.039		本発明
B	0.082	1.60	2.10	0.084	0.0010	0.015	0.0033	0.131	0.041	0.10	0.12	0.220	0.047	Ca:0.0011	本発明
C	0.055	0.91	1.33	0.005	0.0011	0.035	0.0026	0.122	0.032		0.30	0.300	0.023		本発明
D	0.024	1.02	1.41	0.010	0.0010	0.022	0.0022	0.110	0.035	0.26		0.260	-0.006		比較鋼
E	0.120	1.02	1.36	0.008	0.0007	0.024	0.0045	0.060			0.21	0.210	0.109		比較鋼
F	0.052	0.88	1.35	0.018	0.0020	0.018	0.0028	0.116		0.22		0.220	0.026	B:0.0003	本発明
G	0.061	0.87	1.29	0.007	0.0011	0.022	0.0042	0.114	0.031			0.000	0.033		比較鋼
H	0.053	0.86	1.41	0.007	0.0012	0.031	0.0031	0.112	0.025	0.25		0.250	0.025	Cu:0.8, Ni:0.3	本発明
I	0.058	0.94	1.28	0.003	0.0070	0.022	0.0038	0.121	0.038			0.000	0.029		比較鋼
J	0.088	0.78	1.16	0.011	0.0009	0.031	0.0039	0.103		0.16	0.21	0.370	0.066		比較鋼
K	0.060	0.90	1.40	0.007	0.0010	0.036	0.0045	0.121	0.019	0.20	0.09	0.290	0.032	REM:0.0008	本発明
L	0.035	1.10	1.51	0.006	0.0008	0.036	0.0018	0.091			0.32	0.320	0.014		本発明
M	0.033	1.12	1.31	0.006	0.008	0.036	0.0034	0.096		0.26		0.260	0.012	Cu:0.3	本発明

表 2

製造条件																継手引張り 破断形態					
鋼 区分	熱間圧延工程							冷延、熱処理 工程		ミクロ組織			機械的性質				熱影響部		破断箇所	備考	
	SRT (℃)	FT (℃)	Ar ₃ +30 (℃)	開始 時間 (s)	冷却 速度 (℃/s)	冷却終 了温度 (℃)	巻取 温度 (℃)	熱処理 温度 (℃)	保持 時間 (s)	フェイト (%)	ベイト (%)	その他 (%)	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)		λ (%)	ワイヤ			ΔHv (98kN)
A 熱延	1230	960	880	5	70	680	500	—	—	—	100	0	0	542	603	27	147	YM-28	-10	母材	本発明
B 熱延	1230	910	787	5	70	680	500	—	—	—	90	10	0	906	1011	16	61	YM-80C	40	溶接部	本発明
C-1 熱延	1230	950	839	5	70	680	500	—	—	—	100	0	0	716	796	23	110	YM-60C	25	溶接部	本発明
C-2 熱延	1230	800	839	5	50	680	500	—	—	—	80	10	10	680	774	23	55	YM-60C	30	溶接部	比較鋼
C-3 熱延	1230	950	839	12	70	680	500	—	—	—	80	15	5	677	763	24	46	YM-60C	20	溶接部	比較鋼
C-4 熱延	1230	950	839	5	10	680	500	—	—	—	60	10	30	570	740	22	35	YM-60C	20	溶接部	比較鋼
C-5 熱延	1230	950	839	5	70	740	700	—	—	—	70	10	20	523	748	24	40	YM-60C	25	溶接部	比較鋼
C-6 熱延	1230	950	839	5	70	680	150	—	—	—	75	5	20	622	846	25	33	YM-60C	40	溶接部	比較鋼
C-7 冷延	—	—	—	—	—	—	—	850	120	100	0	0	0	700	801	20	87	YM-60C	20	溶接部	本発明
C-8 冷延	—	—	—	—	—	—	—	750	120	70	30	0	0	542	733	21	26	YM-60C	40	溶接部	比較鋼
C-9 冷延	—	—	—	—	—	—	—	850	1	100	0	0	0	791	861	6	30	YM-60C	55	溶接部	比較鋼
D 熱延	1180	900	845	7	60	700	600	—	—	—	100	0	0	697	774	22	120	YM-60C	90	溶接部	比較鋼
E 熱延	1180	910	820	7	60	700	600	—	—	—	70	30	0	780	885	19	35	YM-60C	30	溶接部	比較鋼
F 熱延	1180	920	838	7	60	700	600	—	—	—	100	0	0	710	789	22	105	YM-60C	15	母材	本発明
G 熱延	1180	910	840	7	60	700	600	—	—	—	100	0	0	714	793	22	100	YM-60C	70	溶接部	比較鋼
H 熱延	1180	930	832	7	60	700	600	—	—	—	100	0	0	706	797	20	82	YM-60C	20	溶接部	本発明
I 熱延	1180	900	843	7	60	700	600	—	—	—	100	0	0	693	796	21	85	YM-60C	85	溶接部	比較鋼
J 熱延	1180	900	839	7	60	700	600	—	—	—	80	20	0	719	799	23	51	YM-60C	20	溶接部	比較鋼
K 熱延	1180	930	832	7	60	700	600	—	—	—	100	0	0	729	810	20	96	YM-60C	10	溶接部	比較鋼
L 熱延	1180	920	836	7	60	700	600	—	—	—	100	0	0	725	805	20	97	YM-60C	10	溶接部	本発明
M 熱延	1180	920	853	7	60	700	600	—	—	—	100	0	0	730	816	19	90	YM-60C	20	溶接部	本発明

産業上の利用可能性

以上詳述したように、本発明は、溶接熱影響部の耐軟化性に優れた引張強度540MPa以上のバーリング性高強度鋼板およびその製造方法に関するものであり、これらの薄鋼板を用いることにより、成形後にスポット、アーク、プラズマ、レーザー等により溶接される場合や、これら溶接後に成形される場合において溶接熱影響部の耐軟化性の大幅な改善が期待できる。

請 求 の 範 囲

1. 質量%にて、

C : 0.01~0.1%、

Si : 0.01~2%、

Mn : 0.05~3%、

P \leq 0.1%、

S \leq 0.03%、

Al : 0.005~1%、

N : 0.0005~0.005%、

Ti : 0.05~0.5%、

を含み、さらに

$0\% < C - (12/48Ti - 12/14N - 12/32S) \leq 0.05\%$ 、

さらに、

$Mo + Cr \geq 0.2\%$ 、かつ $Cr \leq 0.5\%$ 、 $Mo \leq 0.5\%$ 、

を満たす範囲でC、S、N、Ti、Cr、Moを含有し残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼であって、そのマイクロ組織が、フェライト、またはフェライトおよびベイナイトからなることを特徴とする溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板。

2. 前記鋼がさらに、質量%にて、

Nb : 0.01~0.5%、

を含み、さらに

$0 < C - (12/48Ti - 12/93Nb - 12/14N - 12/32S) \leq 0.05\%$

、
を満たす範囲でNbを含有し残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼であることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板。

3. 請求項 1 又は 2 に記載の鋼が、さらに、質量%にて、
Ca : 0.0005~0.002%、REM : 0.0005~0.02%、Cu : 0.2~1.2%、
Ni : 0.1~0.6%、B : 0.0002~0.002% の一種または二種を含有することを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板。

4. 請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の自動車用薄鋼板に亜鉛めっきが施されていることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板。

5. 請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の薄鋼板を得るために該成分を有する鋼片の熱間圧延に際して仕上圧延を Ar_3 変態点温度 + 30°C 以上の温度域で終了し、その後 10 秒以内に冷却終了までの平均冷却速度が 50°C/秒以上の冷却速度で 700°C 以下の温度域まで冷却し、350°C 以上 650°C 以下の巻き取り温度にて巻き取ることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

6. 請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の薄鋼板を得るために該成分を有する鋼片を熱間圧延、酸洗、冷間圧延後、800°C 以上の温度域で 5 ~ 150 秒間保持し、その後平均冷却速度が 50°C/秒以上の冷却速度で 700°C 以下の温度域まで冷却する工程の熱処理をすることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

7. 請求項 5 に記載の製造方法に際し、熱間圧延工程終了後に亜鉛めっき浴中に浸漬させて鋼板表面を亜鉛めっきすることを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

8. 請求項 6 に記載の製造方法に際し、熱処理工程終了後、亜鉛めっき浴中に浸漬させて鋼板表面を亜鉛めっきすることを特徴とす

る、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

9. 請求項7又は8に記載の製造方法に際し、亜鉛めっき浴中に浸漬して亜鉛めっき後、合金化処理することを特徴とする、溶接熱影響部の耐軟化性に優れたバーリング性高強度鋼板の製造方法。

Fig.1

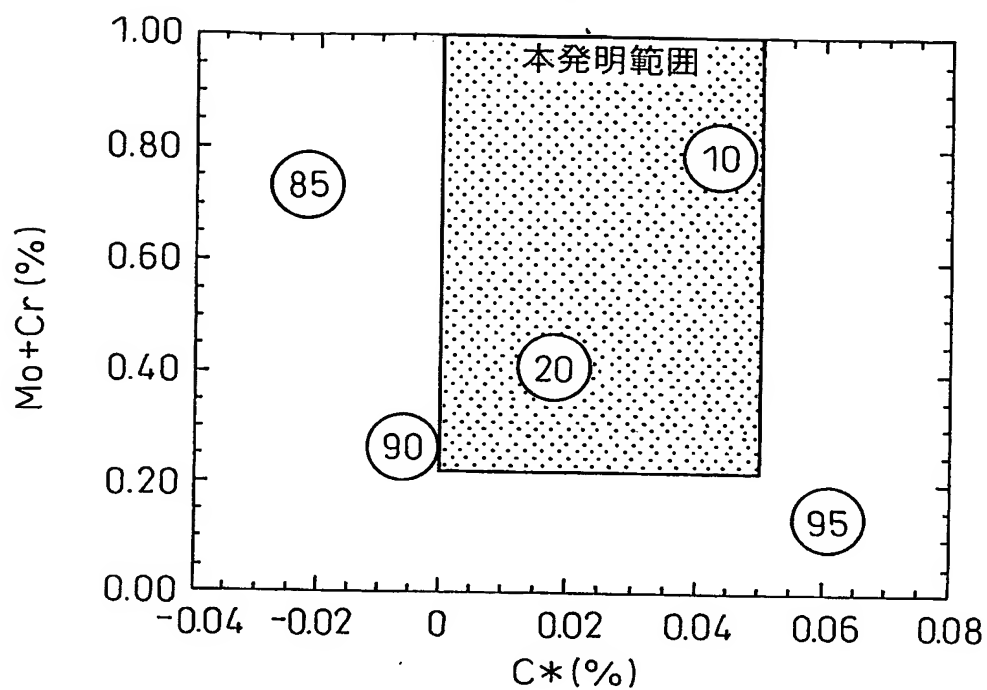
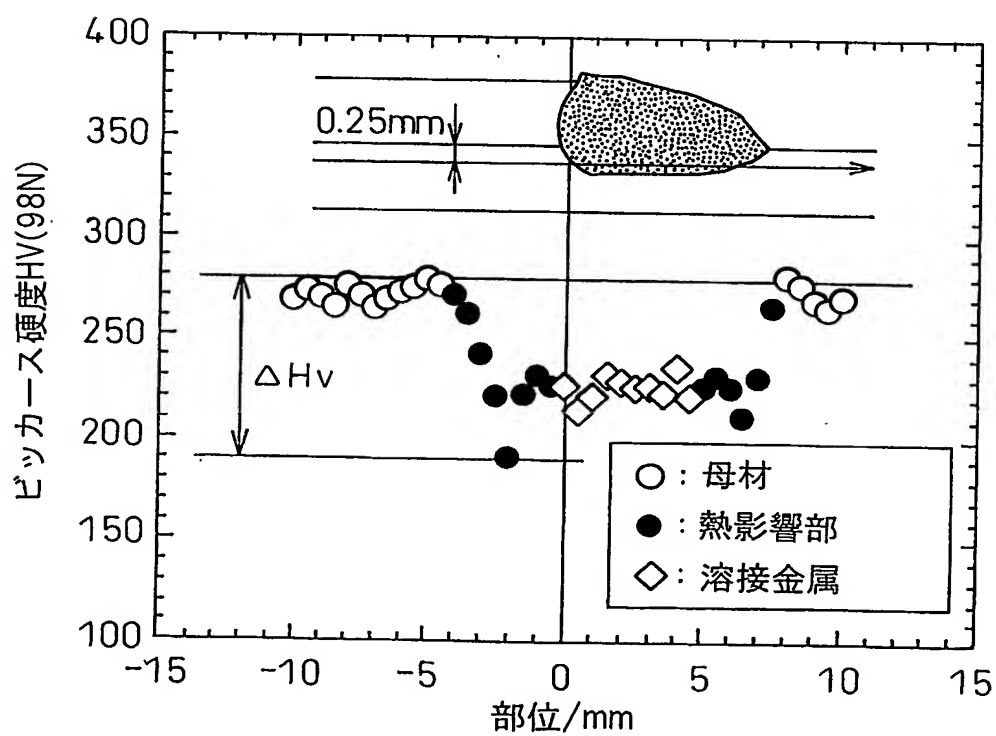


Fig.2



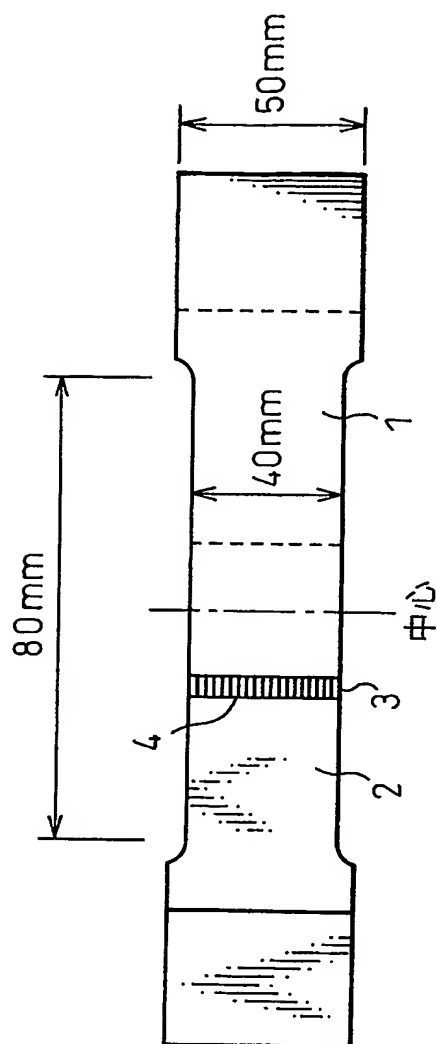


Fig. 3(a)

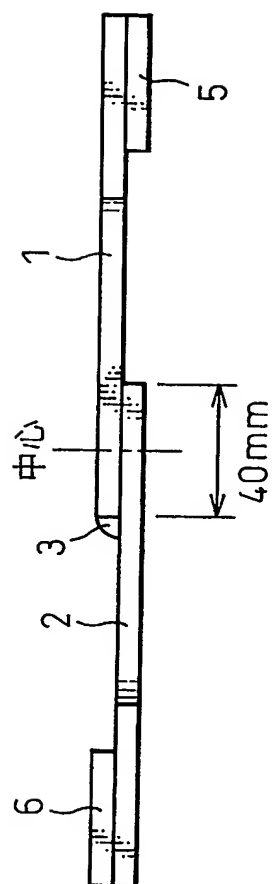


Fig. 3(b)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/15275

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, 38/38, 38/58, C21D9/46

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP. 2002-363685 A (NKK Corp.), 18 December, 2002 (18.12.02), Claims; Par. Nos. [0009], [0024], [0044], [0049], [0060] to [0064] (Family: none)	1-9
X	US 2002/162613 A1 (KOBE STEEL, LTD.), 07 November, 2002 (07.11.02), Claims & JP 2001-20039 A	2-5, 7, 9
A	JP 9-272923 A (NKK Corp.), 21 October, 1997 (21.10.97), (Family: none)	1-9

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of completion of the international search
02 March, 2004 (02.03.04)Date of mailing of the international search report
16 March, 2004 (16.03.04)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/15275

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2001-220647 A (Kawasaki Steel Corp.), 14 August, 2001 (14.08.01), (Family: none)	1-9
P, A	JP 2003-34825 A (NKK Corp.), 07 February, 2003 (07.02.03), (Family: none)	1-9
P, A	JP 2003-105446 A (NKK Corp.), 09 April, 2003 (09.04.03), (Family: none)	1-9

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C 38/00, 38/38, 38/58, C21D 9/46

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C 38/00-60, C21D 9/46-48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2004年
 日本国登録実用新案公報 1994-2004年
 日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 2002-363685 A (日本鋼管株式会社) 2002. 12. 18, 請求の範囲, 0009, 0024, 0044, 0049, 0060-0064 (ファミリーなし)	1-9
X	US 2002/162613 A1 (KOBE STEEL, LED.) 2002. 11. 07, 請求の範囲 & JP 2001-20039 A	2-5, 7, 9
A	JP 9-272923 A (日本鋼管株式会社) 1997. 10. 21 (ファミリーなし)	1-9

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

02. 03. 2004

国際調査報告の発送日

16. 3. 2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

佐藤 陽一

4K

9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	J P 2001-220647-A (川崎製鉄株式会社) 2001. 08. 14 (ファミリーなし)	1-9
P, A	J P 2003-34825 A (日本鋼管株式会社) 2003. 02. 07 (ファミリーなし)	1-9
P, A	J P 2003-105446 A (日本鋼管株式会社) 2003. 04. 09 (ファミリーなし)	1-9